第 51 卷 第 7 期
2015 年 7 月 第835-843 页

金 属 学 报
ACTA METALLURGICA SINICA

Vol.51 No.7
Jul. 2015 pp.835-843

# 长期时效对GH4169合金组织演化及低周疲劳行为的影响*

安金岚[1) ] 王 磊[1)] 刘 杨[1)] 胥国华[2)] 赵光普[2)]

1) 东北大学材料各向异性与织构教育部重点实验室, 沈阳 110819

2) 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081

**摘 要** 研究了GH4169合金在750 ℃长期时效中的组织演化及其对低周疲劳行为的影响规律. 结果表明, 随时效时间的延长, 合金中$\gamma''$相尺寸逐渐增大、体积分数减少; $\delta$相尺寸增大、体积分数增加; 长期时效后合金低周疲劳最大循环应力响应降低, 疲劳寿命缩短. 随循环周次的增加, 合金循环应力响应均依次呈循环硬化、稳定、而后软化的特征. 合金时效过程中$\gamma''$相尺寸增大和体积分数降低, 导致其对合金的强化效果减弱, 由此循环应变的应力响应降低; 而时效中长针状$\delta$相及其周围的无析出带的生成成为裂纹扩展路径, 导致疲劳寿命下降.

**关键词** GH4169合金, 长期时效, 组织演化, 低周疲劳

**中图法分类号** TG132.3 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2015)07-0835-09

# INFLUENCES OF LONG-TERM AGING ON MICRO-STRUCTURE EVOLUTION AND LOW CYCLE FATIGUE BEHAVIOR OF GH4169 ALLOY

*AN Jinlan* [1)], *WANG Lei* [1)], *LIU Yang* [1)], *XU Guohua* [2)], *ZHAO Guangpu* [2)]

1) Key Lab for Anisotropy and Texture of Materials, Ministry of Education, Northeastern University, Shenyang 110819

2) High Temperature Material Research Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081

*Correspondent: WANG Lei, professor, Tel: (024)83681685, E-mail: wanglei@mail.neu.edu.cn*

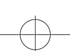
*Supported by High Technology Research and Development Program of China (No.2012AA03-A513) and Ministry of Education Technical Foundation (No.625010337)*

Manuscript received 2014-11-19, in revised form 2015-01-20

**ABSTRACT** GH4169 superalloy is one kind of important metallic materials used for manufacturing turbine discs in aero-engine. In order to meet the demand of higher strength, high ratio alloying elements have to be added, resulting in the complex microstructure evolution during the long-term service at elevated temperature. Furthermore, the turbine disc usually bears overloading which will lead to the low cycle fatigue (LCF) damage in real working and result in fatal security problem. Besides, it is meaningful to decide the relationship between the microstructure evolution and performance degradation. In the present work, microstructure evolution and LCF behavior of GH4169 alloy during long-term aging were investigated. The microstructure evolutions of GH4169 alloy during long-term aging at 750 ℃ for 500, 1000, 1500 and 2000 h and the influences of long-term aging on the LCF behavior were investigated. The results show that the size of $\gamma''$ phases increases and the volume fraction decreases with the increase of aging time, compared with the increase of both size and volume fraction of $\delta$ phases. Both the fatigue strength and fatigue life of the alloy decrease with the increase of aging time. For the specimen aged for the same

* 国家高技术研究发展计划项目2012AA03A513和教育部资助技术项目625010337资助
收到初稿日期: 2014-11-19, 收到修改稿日期: 2015-01-20
作者简介: 安金岚, 女, 1989 年生, 博士生
DOI: 10.11900/0412.1961.2014.00626





time, the cyclic stress firstly contributes to cyclic hardening, then cyclic stability, and finally cyclic softening with the increase of cyclic numbers. It is found that the decrease of cyclic stress contribution is slightly effected by the size of $\gamma''$ phases increase and volume fraction decrease after long-term aging. Therefore, the LCF life of the alloy decreases since the crack easily propagates along with the long needle-like $\delta$ phases and the $\gamma''$ phases precipitate free zones.

**KEY WORDS** GH4169 superalloy, long-term aging, microstructure evolution, low cycle fatigue

沉淀强化型镍基高温合金以固溶强化和第二相沉淀强化为主要强化手段[1], 保证了合金优越的高温综合性能, 使其适用于高强、蠕变疲劳交互作用的高温环境[2]. GH4169合金以其良好的抗热疲劳、氧化性能、较高的高温强度和良好的持久性能, 被广泛应用于制造航空发动机、工业燃气轮机涡轮盘等高温结构部件[3~7].

然而, 由于GH4169合金的合金化程度高、相组成复杂, 加之涡轮盘需在高温长时服役[8], 其组织稳定性倍受关注[9,10]. 研究[5]表明, 改进的GH4169合金承温能力可提高至680 ℃. 如果应用于先进燃气轮机的涡轮盘, 改进的GH4169合金服役温度有望达到700 ℃[11]. 大推重比航空发动机在实际服役过程中, 为应对某些突发载荷的需求, 难以避免转子短时超温、超载的发生, 势必加速涡轮盘材料的组织演化行为, 进而影响其性能稳定性以及服役安全. 由此, 作为涡轮盘材料的GH4169合金, 长期承受高温及交变载荷的作用, 同时受机械约束难免超载, 超温、过载导致偶发高应变低周疲劳损伤, 其服役安全性及部件的使用寿命受到显著影响[12,13]. 为此, 高温合金的低周疲劳行为受到广泛重视. 温度、受载时间、波形、应变幅等参数均是影响合金疲劳变形行为的外界因素[14~20], 而合金本身的组织演化特性起着决定性作用[21].

已有研究[22, 23]结果表明, 高温长时服役过程中, GH4169合金中的主要强化相$\gamma''$相将迅速转化为$\delta$相; 疲劳变形过程中适量短棒状$\delta$相的存在有利于维持循环变形抗力[2]; $\gamma''$相尺寸随位错反复切过而变小, 变形抗力亦随之降低[24]. 纵观已有的研究工作, 重点主要集中在高温合金服役组织演化与力学行为间的相互关系及机制方面, 而关于合金服役组织演化与其力学性能退化、服役寿命降低之间本质关系的定量描述及评价方面的研究却鲜有报道. 随着$\delta$相的不断长大, 若呈针状在晶界及晶内析出, 将强烈地影响合金的疲劳变形行为, 进而影响合金服役寿命. 因此建立材料服役组织演化与性能劣化、寿命降低间的定量关系, 对有效掌握涡轮盘部件实际服役损伤程度、合理评价其剩余安全服役时间具有重要意义, 进而为建立基于服役组织演化过程的涡轮盘整体服役寿命预测模型提供基础.

为此, 本研究以GH4169合金为对象, 研究其组织演化行为及对合金低周疲劳行为的影响规律与机制、定量描述组织与性能的相关关系, 为建立典型高温合金合金服役组织演化和性能退化之定量关系提供有效依据, 以期为基于材料显微组织特性预测其疲劳变形行为、建立基于组织演化的涡轮盘寿命预测模型提供基础.

## 1 实验方法

研究用GH4169合金的化学成分(质量分数, %)为: C 0.023, Fe 17.30, Cr 17.92, Mo 2.98, Al 0.52, Ti 1.00, Nb 5.40, Mn 0.08, P 0.009, B 0.004, Ni余量. 合金经真空感应和真空自耗熔炼, 铸锭经均匀化处理后热轧成直径为100 mm的棒材, 再经过热锻造成直径230 mm, 高95 mm的盘材. 自圆盘表层中心沿径向取11 mm×11 mm×115 mm的方形坯料. 合金经标准热处理(1050 ℃, 1 h, 空冷, 720 ℃, 8 h, 炉冷, 50 ℃/h速率冷却至620 ℃后, 620 ℃, 8 h, 空冷), 记为SHT. 将标准热处理后样品在750 ℃下分别进行500, 1000, 1500和2000 h的长期时效处理. 将长期时效热处理后的合金加工成标距为直径6 mm, 长30 mm的棒状低周疲劳试样.

低周疲劳实验在MTS-810电伺服液压疲劳试验机上进行. 采用全反向轴向总应变控制的拉-压加载方式, 应变波形为正弦波, 总应变幅$\Delta\varepsilon/2=\pm0.5\%$, 应变比$R_\varepsilon=-1$, 循环频率$f=0.3$ Hz, 实验在室温下进行. 采用GX71型倒置式金相显微镜(OM)观察宏观组织, 借用定量金相分析方法计算合金中析出相的尺寸和体积分数. 利用JSM-6510型扫描电子显微镜(SEM)观察合金微观组织及断口形貌, 利用JEOL-2100F型透射电子显微镜(TEM)对合金中的析出相形貌、位错组态和亚结构等进行表征.

## 2 实验结果

### 2.1 时效中合金组织的演化行为

GH4169合金经750 ℃长期时效处理后的OM像如图1所示. 标准热处理及时效处理500, 1000, 1500和2000 h合金的晶粒尺寸分别为17.16, 16.48, 15.84, 16.32和15.02 μm. 由图2可以看出, 球状析出

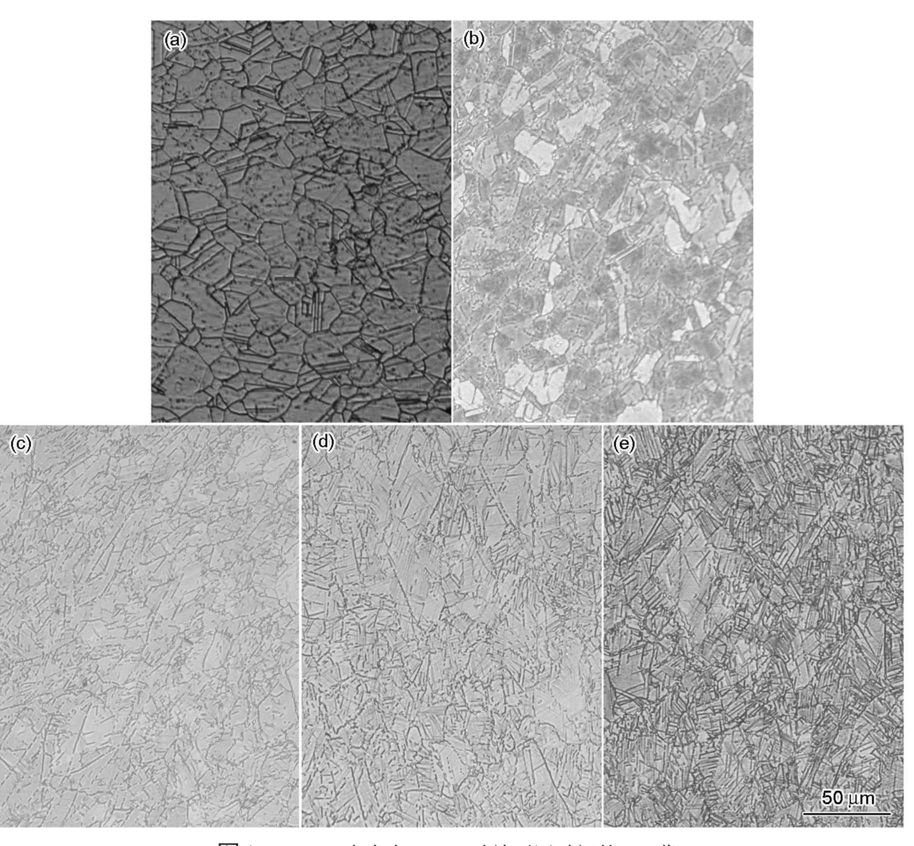



**图1** GH4169合金在750 ℃时效不同时间的OM像

**Fig.1** OM images of GH4169 alloy after standard heat treatment (SHT) (a) and aged at 750 ℃ for 500 h (b), 1000 h (c), 1500 h (d) and 2000 h (e)

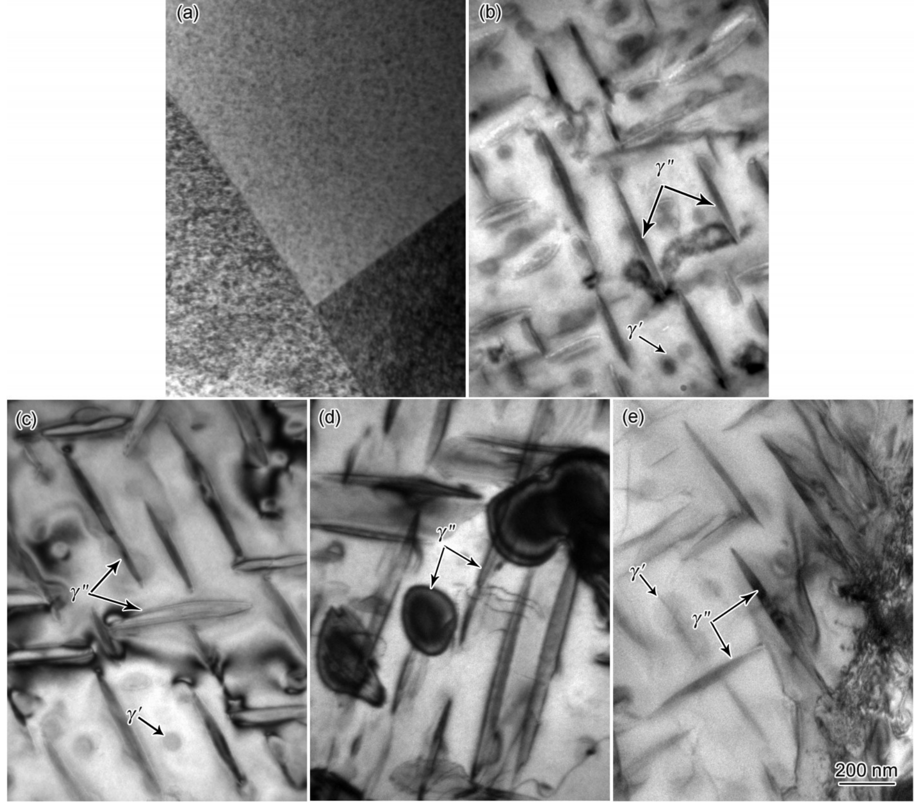



**图2** GH4169合金在750 ℃时效不同时间后 $\gamma'$ 和 $\gamma''$ 相的形貌

**Fig.2** Morphologies of $\gamma'$ and $\gamma''$ phases in GH4169 alloy after SHT (a) and aged at 750 ℃ for 500 h (b), 1000 h (c), 1500 h (d) and 2000 h (e)

相为 $\gamma'$ 相, 并且随时效时间延长, $\gamma'$ 相尺寸增大, 逐渐形成圆盘状 $\gamma''$ 相. 圆盘状 $\gamma''$ 相尺寸继续增大, 部分 $\gamma''$ 相转变为 $\delta$ 相, 导致其体积分数降低. 图3显示了 $\delta$ 相尺寸增大、体积分数增加的演化过程. 时效500 h后, $\delta$ 相在晶界形核, 呈颗粒状、短棒状分布. 至时效1000 h, 晶粒内 $\delta$ 相长大为长针状, 贯穿整个晶粒. 析出相尺寸及体积分数定量分析结果如表1所示.

研究[29~31]表明, $\gamma''$ 相与基体 $\gamma$ 相间的共格畸变是 $\gamma''$ 相转化为 $\delta$ 相的主要驱动力. 随时效时间延长, $\gamma''$ 相尺寸增大, 增加了其与基体 $\gamma$ 相之间的共格畸变, 导致在 $\gamma''$ 相的密排面上出现错排, 产生层错而形成 $\delta$ 相. 在层错上形核的 $\delta$ 相长入基体并互相连接, 呈针状分布. 针状 $\delta$ 相周围会形成无 $\gamma''$ 相析出带[32], 如图3所示. 可见, 随着时效时间延长, 无析出带宽度增加. 由于 $\gamma''$ 相转化为 $\delta$ 相, Nb原子富集于 $\delta$ 相中, 而 $\delta$ 相附近基体中出现溶质Nb原子贫乏现象(表2), 形成一个塑性高、强度低的微区[23,33,34].

### 2.2 低周疲劳应变-应力特性

GH4169合金在750 ℃时效不同时间后其循环应力响应曲线如图4所示. 可见, 在一定的总应变幅下, 随循环周次的增加, 合金循环应力响应均呈循环硬化、循环稳定、而后循环软化的特征. 随时效时间延长, 合金最大循环应力响应均降低, 低周疲劳寿命降低, 结果如表3所示.

## 3 分析讨论

### 3.1 低周疲劳循环应力响应特性

在循环变形初期, GH4169合金呈现循环硬化. 研究[24]发现, 此阶段位错主要以切过细小 $\gamma''$ 相为主要运动方式, 造成合金的强化效应. 图5为GH4169合金在750 ℃时效1500 h后的位错组态. 如图5b所示, 50 cyc循环载荷作用后, 合金中 $\delta$ 相周围形成位错网. 可见, 循环变形初期, $\delta$ 相与位错发生强烈的交互作用, 对位错运动形成阻碍, 位错在 $\delta$ 相周围及 $\delta$ 相之间塞积, 运动阻力增大, 增加了变形抗力, 在宏观上表现为循环硬化特征. 与标准热处理状态相比, 长期时效处理后合金需要更多周次的循环载荷作用, 其应力响应才能达到最大值. 标准热处理后合金中无 $\delta$ 相析出, 位错切过 $\gamma''$ 相形成循环硬化, 没有 $\delta$ 相对位错运动的进一步阻碍, 合金很快出现循环软化. 循环载荷作用下, $\delta$ 相与位错的交互作用是合金循环硬化的主要原因.

然而, 经数十周次循环变形, 合金中位错增殖

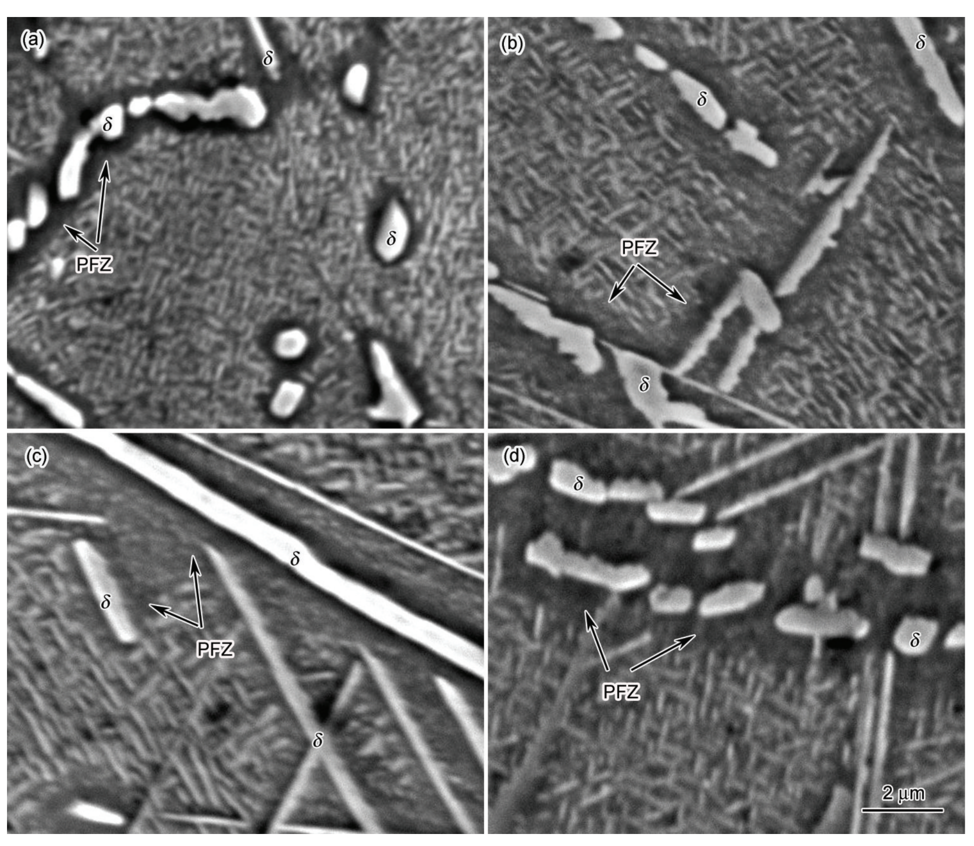



**图3** GH4169合金在750 ℃时效不同时间后 $\delta$ 相的形貌

**Fig.3** Morphologies of $\delta$ phase in GH4169 alloy aged at 750 ℃ for 500 h (a), 1000 h (b), 1500 h (c) and 2000 h (d) (PFZ—precipitate free zone)

**表1** GH4169合金在750 ℃长期时效中析出相的尺寸和体积分数随时效时间的变化

**Table 1** Size variation and volume fraction of precipitate phases in GH4169 alloy aged at 750 ℃ for different times

| Aging time<br>h | Size of $\gamma'$ phase<br>nm | Size of $\gamma''$ phase<br>nm | Volume fraction of $\gamma''$ phase<br>% | Volume fraction of $\delta$ phase<br>% |
|---|---|---|---|---|
| SHT | 12.4[28] | 19.9 | 15.9[25–28] | 0 |
| 500 | 69.9 | 425.9 | 18.1 | 3.5 |
| 1000 | 86.9 | 512.4 | 15.9 | 8.2 |
| 1500 | 101.8 | 713.0 | 6.4 | 17.1 |
| 2000 | 127.9 | 779.3 | 4.0 | 19.4 |

**表2** GH4169合金在750 ℃时效500 h后$\delta$相及其周围无析出带的成分

**Table 2** Chemical compositions of $\delta$ phases and PFZ in GH4169 alloy aged at 750 ℃ for 500 h

(atomic fraction / %)

| Area | Al | Ti | Cr | Mn | Fe | Co | Ni | Nb | Mo |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| PFZ | 1.43 | 1.22 | 20.67 | 0.29 | 20.39 | 1.97 | 49.96 | 2.20 | 1.86 |
| $\delta$ phase | 0.57 | 2.60 | 3.72 | 0.15 | 4.71 | 1.31 | 67.87 | 17.50 | 1.57 |

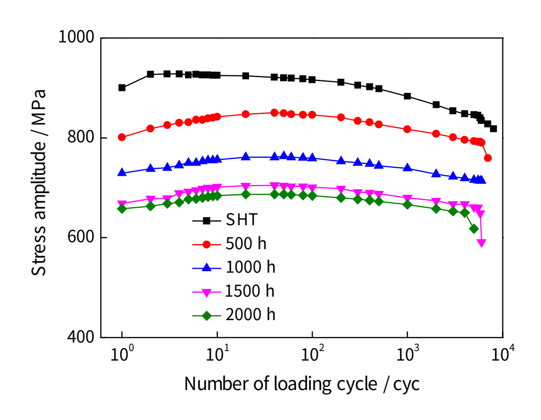



**图4** GH4169合金在750 ℃时效不同时间后的循环应力响应曲线

**Fig.4** Cyclic stress amplitude curves of GH4169 alloy aged at 750 ℃ for different times

和湮灭达到平衡, 强化和弱化效应彼此相抵消, 宏观上表现为循环应力响应达到饱和. 图6为GH4169合金在750 ℃时效不同时间后的稳定循环应力-应变响应曲线. 本研究中总应变幅为±0.5%, 相应的塑性应变量较低, 塑性变形的影响程度亦相对较小, 合金表现出循环稳定特征.

合金承受往复的循环载荷作用, 位错不断切过细小的球状$\gamma'$相和圆盘状$\gamma''$相, 绕过尺寸较大的$\gamma'$相和$\gamma''$相, 造成合金强度下降. 随循环周次增加, 塑性变形程度加剧, 位错不断运动、塞积. 位错在$\delta$相周围、无析出带以及晶界等处塞积, 引起合金局部塑性变形不协调, 导致应力集中, 由此诱发微裂纹生成. 随着循环周次的进一步增加, 不协调变形引起的微裂纹数量增加, 致使试样的实际有效承载面积降低. 因此, 合金宏观上的循环应力响应降低, 软化程度加剧, 直至试样最终断裂.

比较图4中合金在不同时效时间的循环应力响应曲线可以发现, 循环应力响应峰值随时效时间延长下降(表3), 这是由于随时效的进行, GH4169合金中$\gamma''$相逐渐长大、聚集, 并且部分逐渐向$\delta$相转化, $\gamma''$相的体积分数逐渐减少. 因此, 在循环变形过程中, 短时时效后合金中位错运动以切割细小$\gamma''$相为主, 长时时效后位错运动以绕过$\gamma''$相为主. 随时效时间延长, $\gamma''$相尺寸逐渐增大、体积分数减少, 强化作用减弱, 符合Orowan强化理论[35]. 另一方面, 部分$\gamma''$相转化为$\delta$相. 随时效时间延长, $\delta$相尺寸增大、体积分数增加. 同时$\delta$相周围的无$\gamma''$相析出带体积分数增加、宽度增大, 导致局部变形抗力下降. $\gamma''$相体积分数减少、$\delta$相体积分数增加、2者尺寸增大以及$\delta$相周围的无$\gamma''$相析出带增加, 使得合金的循环应力响应峰值随时效时间延长而降低.

### 3.2 $\delta$相对低周疲劳变形行为的影响

GH4169合金低周疲劳裂纹源区的形貌如图7所示. 由图可见, 疲劳裂纹萌生于试样近表面. 在疲劳裂纹稳定扩展阶段, 观察到大量疲劳辉纹, 如图8所示. 在高循环应力作用下, 合金最初无析出带具有一定的协调塑性变形能力. 随循环周次增加, $\delta$相周围位错塞积以及应力集中程度进一步提高, 裂纹

**表3** GH4169合金在750 ℃时效不同时间后的最大循环应力和疲劳寿命

**Table 3** Max cyclic stress and low cycle fatigue life of GH4169 alloy aged at 750 ℃ for different times

| Aging time / h | Max cyclic stress / MPa | Low cycle fatigue life / cyc |
|---|---|---|
| SHT | 927 | 8504 |
| 500 | 850 | 7247 |
| 1000 | 763 | 6848 |
| 1500 | 705 | 5816 |
| 2000 | 627 | 5533 |

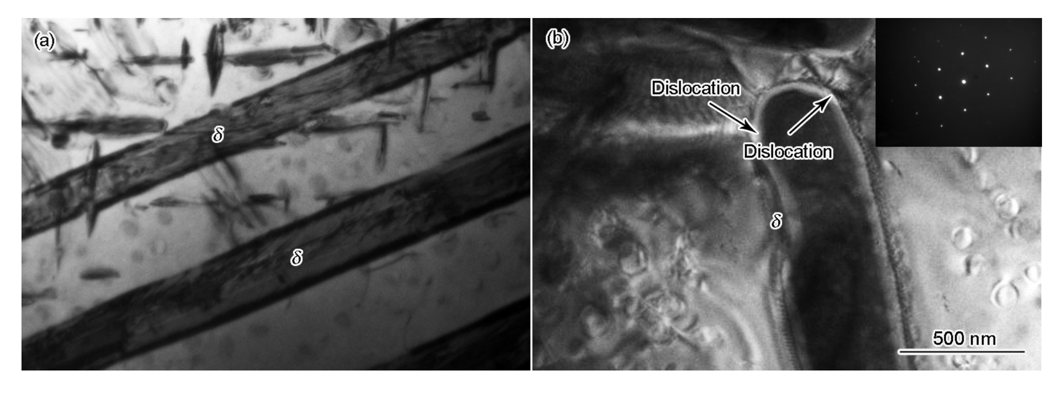



**图5** GH4169合金在750 ℃时效1500 h后的位错组态

**Fig.5** Dislocation configurations in GH4169 alloy aged at 750 ℃ for 1500 h after 0 cyc (a) and 50 cyc (b) (The inset in Fig.5b shows the SAED pattern)

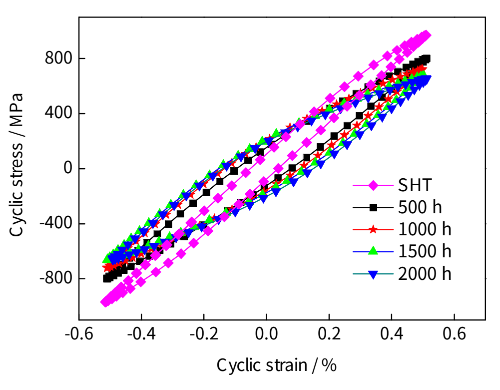



**图6** GH4169合金在750 ℃时效不同时间后的稳定循环应力-应变响应曲线

**Fig.6** Steady cyclic stress-strain curves of GH4169 alloy aged at 750 ℃ for different times

沿长针状δ相及无析出带扩展, 裂纹尖端发生了明显的塑性变形, 形成大量撕裂棱.

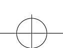
图9为GH4169合金在750 ℃时效2000 h后低周疲劳断口附近的形貌. 由图可知, 裂纹易沿长针状δ相或无析出带扩展, 进一步说明长针状δ相或δ相周围的无析出带为裂纹扩展提供了优先路径. 在裂纹快速扩展阶段, 时效500 h合金疲劳断口终断区有大量韧窝, 而时效1500和2000 h合金断口终断区由大量长条状组成, 如图10所示. 时效500 h后合金中含有少量颗粒状、短棒状δ相, 基体中析出大量圆盘状γ″相. 因此在循环应力作用下, γ″相及颗粒状、短棒状δ相周围易形成韧窝(图10a). 而随时效时间延长, 合金中部分γ″相转化为长针状δ相. 循环载荷作用下, 裂纹倾向于沿长针状δ相和无析出带扩展, 形成长条状特征形貌(图10b和c). 随着时效时间的延长, 疲劳断口瞬断区长条状特征形貌所占比例增大, 这主要是由于合金中δ相体积分数增加、无析出带增多造成.

### 3.3 低周疲劳寿命

如表3所示, 随时效时间延长, GH419合金疲劳寿命下降. 长期时效过程中, 由于合金的主要强化相γ″相尺寸增大, 并有部分转化为δ相, 其体积分数减少. 同时, δ相尺寸增大、体积分数增加, 同时辅助强化相γ′相呈长大粗化趋势[35], 这些因素共同作用导致合金疲劳寿命随时效时间延长下降.

由图6可见, 随时效时间延长, 低周疲劳塑性应变幅$\Delta\varepsilon_p$略升高. 如前所述, 长期时效过程中, 一方面γ″相尺寸增大、体积分数降低, γ″相粒子间距增大; 另一方面, δ相周围的无γ″相析出带宽度、体积分数增加, 这2方面因素均可改善合金塑性变形能力, 增加循环变形中的$\Delta\varepsilon_p$. 通常$\Delta\varepsilon_p$越大, 低周疲劳寿命越高. 然而, 本研究发现, 随时效时间延长, GH4169合金的低周疲劳寿命呈降低趋势. GH4169合金长期





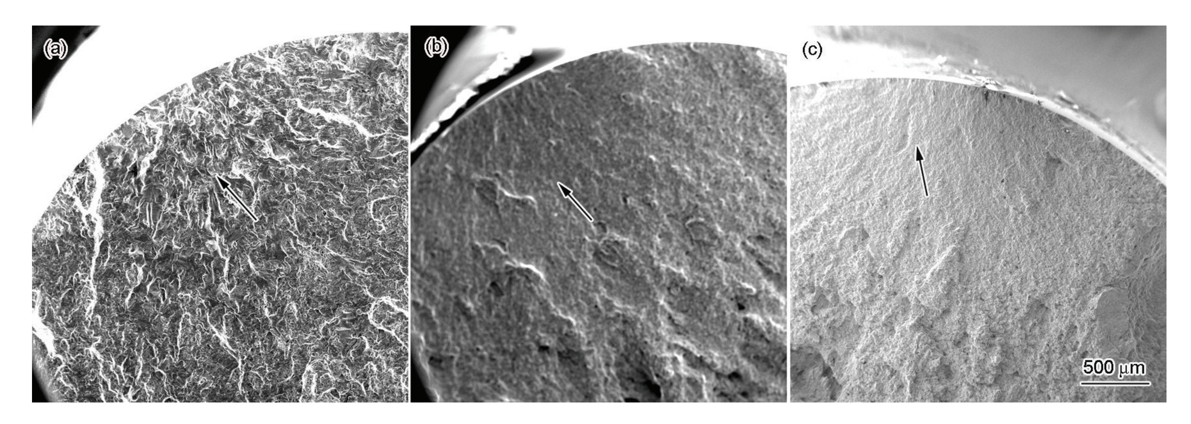



图7　GH4169合金在750 ℃长期时效后的低周疲劳断口裂纹源区形貌

**Fig.7** Morphologies of fracture crack initiation zone in GH4169 alloy after low cycle fatigue (LCF) after SHT (a) and aged at 750 ℃ for 1500 h (b) and 2000 h (c) (The arrows point to the fracture crack initiation areas)

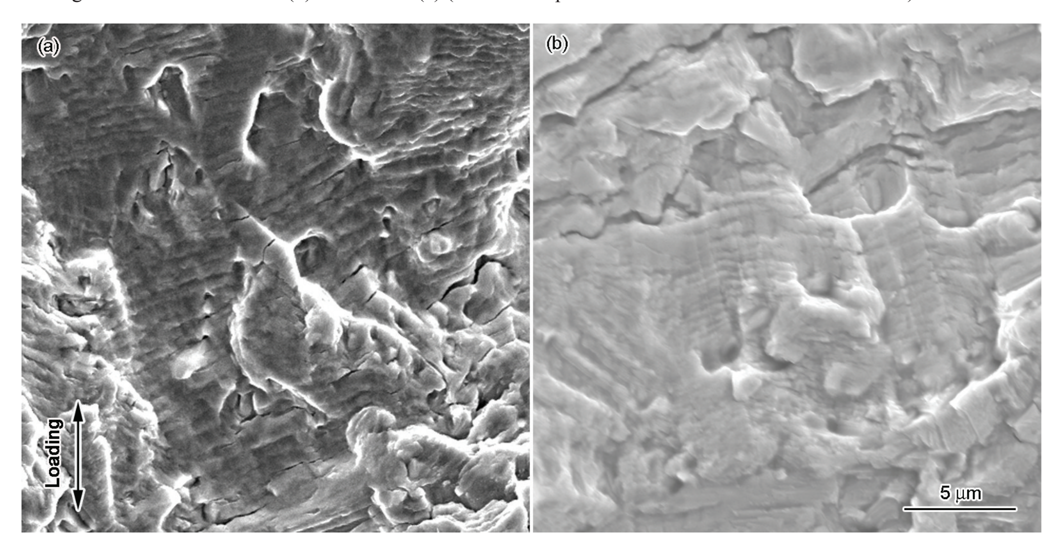



图8　GH4169合金在750 ℃长期时效后的低周疲劳断口稳定扩展区形貌

**Fig.8** Morphologies of fracture crack steady propagation zone in GH4169 alloy after LCF aged at 750 ℃ for 500 h (a) and 1500 h (b)

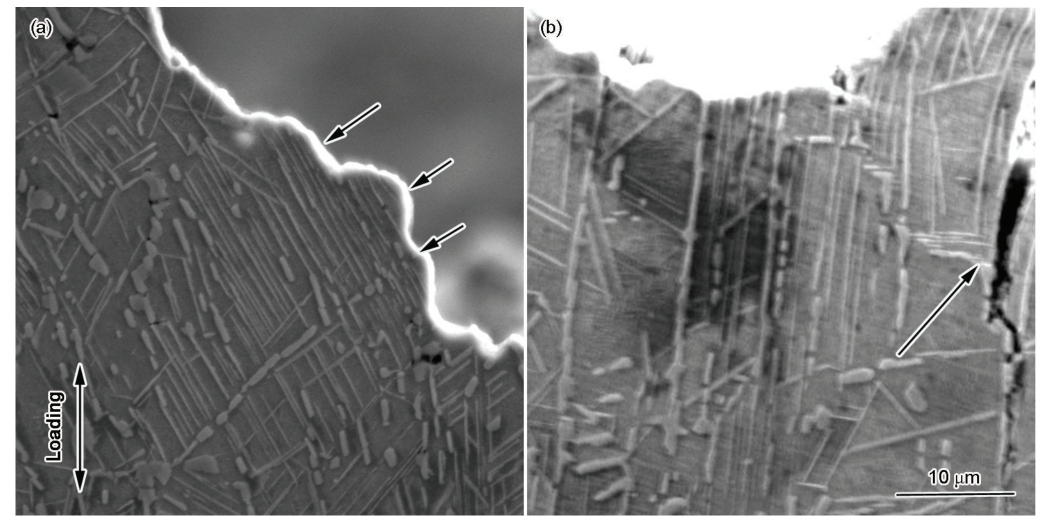



图9　GH4169合金在750 ℃时效2000 h后低周疲劳断口附近横截面形貌

**Fig.9** Morphologies of cross-section near LCF fracture surface in GH4169 alloy aged at 750 ℃ for 2000 h (The arrows indicate that the cracks propagate along the needle-like $\delta$ phases)

(a) main crack along $\delta$ phases　　(b) secondary crack along $\delta$ phases

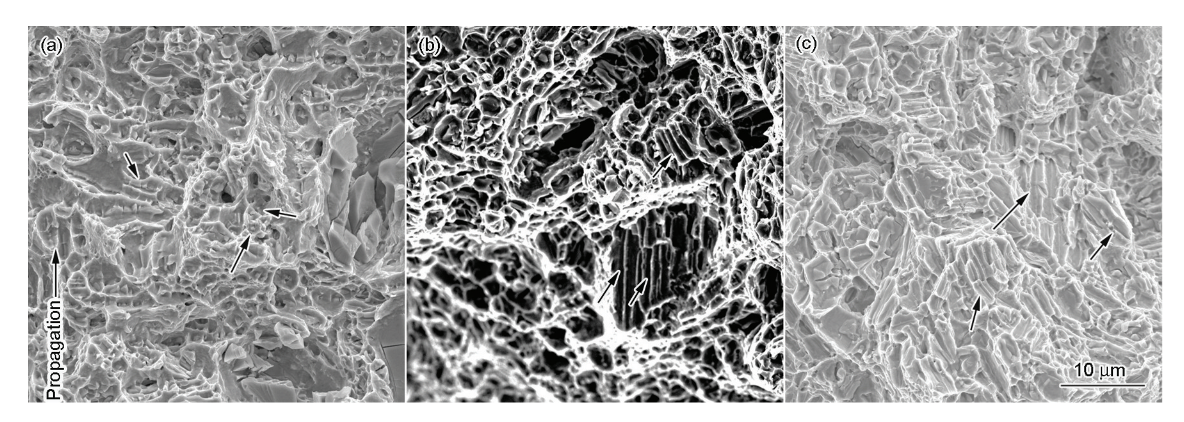



图10 GH4169合金在750 ℃长期时效后的低周疲劳断口快速扩展区形貌

**Fig.10** Morphologies of fracture crack fast propagation zone in GH4169 alloy after LCF aged at 750 ℃ for 500 h (a), 1500 h (b) and 2000 h (c) (The arrows indicate the $\delta$ phases)

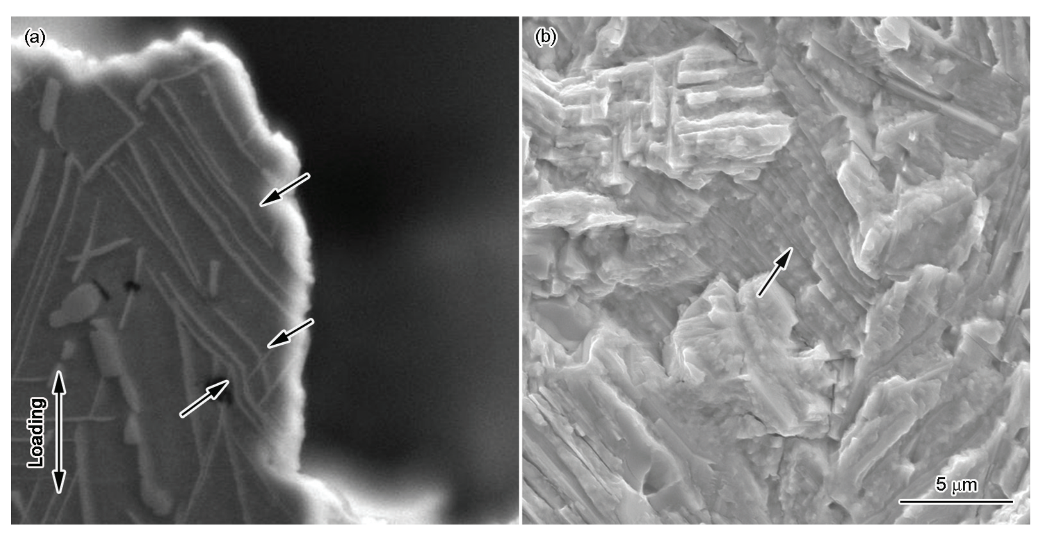



图11 GH4169合金在750 ℃时效2000 h后的低周疲劳断口及断口附近横截面和纵截面形貌

**Fig.11** Cross-sectional (a) and longitudinal (b) morphologies of fracture in GH4169 alloy after LCF aged at 750 ℃ for 2000 h (The arrows indicate that needle-like $\delta$ phases are broken)

时效后的拉伸实验结果表明, 随时效时间延长合金的断裂延伸率降低[36], 750 ℃时效2000 h后合金的单向拉伸断裂延伸率, 由SHT状态下的约20%下降至低于10%. 分析表明, 断裂延伸率下降源于长期时效后合金中析出大量长针状$\delta$相. 当外加载荷在各晶粒中的Schmid分量与长针状$\delta$相垂直时, 位错塞积形成应力集中, 易引起长针状$\delta$相弯曲、折断碎化(图11); 而当外力分量与长针状$\delta$相平行时, 裂纹则易沿长针状$\delta$相或无析出带扩展(图9). 换言之, 长期时效后由于$\delta$相的尺寸增大, 尤其长针状$\delta$相的增多, 造成合金变形过程中过早发生裂纹, 而且裂纹易沿$\delta$相扩展, 合金低周疲劳寿命降低.

综合上述分析可见, GH4169合金在循环载荷环境下长期服役, 由于长期时效合金组织演化, 致使其低周疲劳寿命降低, 由此获得了在近服役条件下合金的组织演化特征, 如本研究中的$\gamma''$相时效2000 h后, 其体积分数下降约70%, 尺寸增大约83%; 与此同时, $\delta$相体积分数增加至19.4%. 因合金中$\gamma'$相的数量较$\gamma''$相少得多, 在此略去对$\gamma'$相的单独论述, 那么可以推断合金的低周疲劳抗力及低周疲劳寿命的定量变化, 时效500 h后, 与标准热处理状态合金相比, 其最大循环抗力下降8.3%, 疲劳寿命下降幅度14.8%; 而时效2000 h后与标准热处理状态合金相比, 最大循环抗力下降32.4%, 低周疲劳寿命下降35%.

## 4 结论

(1) GH4169合金在750 ℃进行长期时效处理, 随时效时间延长, $\gamma'$相长大粗化. $\gamma''$相尺寸增大, 体积分数降低, 部分转变为$\delta$相. $\delta$相由颗粒状逐渐成长为短棒状、长针状, 尺寸增大、体积分数增加, 其周围生成无$\gamma''$相析出带, 体积分数增加、宽度增大.

(2) GH4169合金经750 ℃长期时效处理后, 低

周疲劳变形过程中均呈循环硬化、循环稳定、循环软化的特征. 但随时效时间延长, 合金最大循环应力响应及低周疲劳寿命均降低. 长期时效过程中合金的$\gamma'$相长大粗化, $\gamma''$相尺寸增大、体积分数降低, 强化效果减弱. 大量$\gamma''$相转变为$\delta$相, 导致合金强度降低, 同时裂纹易沿粗化的长针状$\delta$相及其周围的无析出带扩展.

(3) GH4169合金性能的劣化主要是由$\gamma''$相长大、粗化并转化为$\delta$相导致. 当合金中$\gamma''$相体积分数降低至18%, $\delta$相体积分数达到3.5%时, 最大循环抗力下降8.3%, 低周疲劳寿命下降14.8%; 而当$\gamma''$相体积分数降低至4.0%, $\delta$相体积分数达到19.4%时, 最大循环抗力下降32.4%, 低周疲劳寿命下降35%.

## 参考文献


[1] Huang Q Y, Li H K. *Superalloy*. Beijing: Metallurgy Industry Press, 2000: 1
(黄乾尧, 李汉康. 高温合金. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 1)

[2] Leo P D G, Walsh M J, Maclachlan D, Korsunsky A M. *Int Fatigue*, 2009; 31: 1966

[3] Wang Y, Lin L, Shao W Z, Zhen L, Zhang X M. *Trans Mater Heat Treat*, 2007; 28(suppl): 176

[4] Medeiros S C, Prasad Y V R K, Frazier W G, Srinivasan R. *Mater Sci Eng*, 2003; A193: 198

[5] Tian S G, Wang X, Xie J, Liu C, Guo Z G, Liu J, Sun W R. *Acta Metall Sin*, 2013; 49: 845
(田素贵, 王 欣, 谢 君, 刘 臣, 郭忠革, 刘 姣, 孙文儒. 金属学报, 2013; 49: 845)

[6] Zhang H Y, Zhang S H, Zhang W H, Cheng M, Wang Z T. *J Plast Eng*, 2007; 14(4): 69
(张海燕, 张士宏, 张伟红, 程 明, 王忠堂. 塑性工程学报, 2007; 14(4): 69)

[7] Yang Y R, Liang X F, Cai B C, Huang F X. *J Aeronaut Mater*, 1996; 16(2): 38
(杨玉荣, 梁学锋, 蔡伯成, 黄福祥. 航空材料学报, 1996; 16(2): 38)

[8] Jiang H P. *Gas Turbine Experiment Res*, 2002; 15(4): 1
(江和甫. 燃气涡轮试验与研究, 2002;15(4): 1)

[9] Liu F, Sun W R,Yang S L, Li Z, Guo S R, Yang H C, Hu Z Q. *Acta Metall Sin*, 2008; 44: 791
(刘 芳, 孙文儒, 杨树林, 李 站, 郭守仁, 杨洪才, 胡壮麒. 金属学报, 2008; 44: 791)

[10] Dong J X, Bai Y Q, Xu Z C, Xie X S, Zhang S H. *J Univ Sci Technol Beijing*, 1993; 15: 567
(董建新, 白元强, 徐志超, 谢锡善, 章守华. 北京科技大学学报, 1993; 15: 567)

[11] Azadian S, Wei L Y, Warren R. *Mater Charact*, 2004; 53: 7

[12] Tang J X, Lu S. *J Aerospace Power*, 2006; 21: 706
(唐俊星, 陆 山. 航空动力学报, 2006; 21: 706)

[13] Miller H E, Chamber W L. In: Sims C T, Ctoloff N S, Hagel W C eds., *Superalloy II*, New York: John-Wiley & Sons, 1987: 18

[14] Coffin L F. In: Carden A E, McEvily A J, Wells C H eds., *Fatigue at Elevated Temperatures*, Baltimore: ASTM, 1973: 112

[15] Gell M, Leverant G R. In: Carden A E, McEvily A J, Wells C H eds., *Fatigue at Elevated Temperatures*, Baltimore: ASTM, 1973: 37

[16] Coffin L F Jr. *Soc Mater Sci, Japan*, 1971; 21: 30

[17] Merrick H K. *Metall Trans*, 1974; 5A: 891

[18] Fournier D, Pineau A. *Metall Trans*, 1977; 8A: 109

[19] Day M F, Thyomas G B. *Met Sci*, 1979; 13: 25

[20] Antolovich S D, Liu S, Baur R. *Metall Trans*, 1981; 12A: 473

[21] Yao J, Guo J T, Yuan C, Li Z J. *Acta Metall Sin*, 2005; 41: 357
(姚 俊, 郭建亭, 袁 超, 李志军. 金属学报, 2005; 41: 357)

[22] Xie X S, Dong J X, Fu S H, Zhang M C. *Acta Metall Sin*, 2010; 46: 1289
(谢锡善, 董建新, 付书红, 张麦仓. 金属学报, 2010; 46: 1289 )

[23] Wang K, Li M Q, Luo J, Li C. *Mater Sci Eng*, 2011; A528: 4723

[24] Xiao L, Chen D L. *Scr Mater*, 2004; 52: 603

[25] Deng Q, Zhuang J Y, Du J H. *J Iron Steel Res*, 1998; 10(2): 33
(邓 群, 庄景云, 杜金辉. 钢铁研究学报, 1998; 10(2): 33)

[26] Miller M K, Babu S S, Burke M G. *Mater Sci Eng*, 1999; A270: 14

[27] Miller M K. *Micron*, 2001; 32: 757

[28] Du J H, Lv X D, Den Q. *Rare Met Mater Eng*, 2014; 43: 1830

[29] Li S Q, Zhuang J Y, Yang J Y, Deng Q, Du J H, Xie X S, Li B, Xu Z C, Cao Z, SuZ Q, Jiang C Z. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, Pittsburgh, PA: TMS, 1994: 545

[30] Collier J P, Wong S H. *Metall Trans*, 1988; 19A: 1657

[31] Dong J X, Xie X S, Xu Z C, Zhang S H, Chen M Z, Radavich J F. In: Loria E A ed., *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*, Pittsburgh, PA: TMS, 1994: 649

[32] Wang L, Liu Y, Jin J C, Feng F, Lv X D, Zhang B J. *J Iron Steel Res*, 2011; 23(suppl 2): 213
(王 磊, 刘 杨, 晋俊超, 冯 飞, 吕旭东, 张北江. 钢铁研究学报, 2011; 23(增刊2): 213)

[33] Wang Y W, Yang L Y, You W, Bai B Z. *Mater Sci Forum*, 2005; 475-479: 3003

[34] Liu Y, Wang L, He S S, Feng F, Lv X D, Zhang B J. *Acta Metall Sin*, 2012; 48: 49
(刘 杨, 王 磊, 何思斯, 冯 飞, 吕旭东, 张北江. 金属学报, 2012; 48: 49)

[35] Wang L. *Mechanical Properties of Materials*. Shenyang: Northeastern University Press, 2014: 94
(王 磊. 材料的力学性能. 沈阳: 东北大学出版社, 2014: 94)

[36] An J L. *Master Thesis*, Northeastern University, Shenyang, 2014
(安金岚. 东北大学硕士学位论文, 沈阳, 2014)


(责任编辑:罗艳芬)